

明細書

拡管用継目無油井鋼管およびその製造方法

技術分野

本発明は、油井あるいはガス井（以下、単に「油井」と総称する。）に用いられる継目無油井鋼管およびその製造方法に関する。さらに詳しくは、井戸の中にて拡管加工し、ケーシングやチュービングとしてそのまま使用することのできる引張強さ 600 MPa 以上、降伏比 8.5 % 以下の拡管用継目無油井鋼管およびその製造方法に関する。

背景技術

近年、油井掘削の低コスト化への要求から、井戸中での押拡げ加工による拡管を用いた工法が開発されてきた（例えば特許文献 1、2 参照）。以下、この工法を拡管埋設工法という。この拡管埋設工法によれば、坑井内においてケーシングを半径方向に膨張させる。従来の工法に比べ、同一の坑井内径を確保する場合、多段構造になったケーシングのそれぞれの直径を小さくすることができる。坑井上部の外層のケーシングサイズも小さくすることができるため、井戸の掘削にかかるコストを削減できる。

かかる拡管埋設工法においては、鋼管は、拡管による加工を受けた状態のままで油やガスの環境に曝されるため、加工後に熱処理を加えることができず、冷間での拡管加工を受けたまでの耐食性が要求される。この要求に応えるために、特許文献 3 には、質量%で、C : 0.10 ~ 0.45 %、Si : 0.1 ~ 1.5 %、Mn : 0.10 ~ 3.0 %、P : 0.03 % 以下、S : 0.01 % 以下、S o l. A l : 0.05 % 以下および N : 0.010 % 以下を含有し、残部は Fe および不純物からなり、さらに、拡管加工前の鋼管の強度（降伏強度 Y S (MPa)）と結晶粒径 (d (μm)) とが、式: $\ln(d) \leq -0.0067 Y S + 8.09$ の関係を満たす、拡管加工後の耐食性に優れた拡管用油井鋼管、および同鋼管において、Fe の一部に代えて、(A) 質量%で、Cr : 0.2 ~ 1.5 %、Mo : 0.1 ~ 0.8 %、V : 0.005 ~ 0.2 % の 1 種または 2 種以上、(B) 質量%で、Ti : 0.005 ~ 0.05 %、Nb : 0.005 ~ 0.03 % の 1 種または 2 種、(C) Ca : 0.001

～0.005%、の一または二以上を含有するとしたものが開示されている。

また、特許文献4には、拡管により偏肉率が拡大して圧潰強度が低下するのを抑制するために、拡管前の偏肉率E0(%)を、 $30 / (1 + 0.018\alpha)$ 以下(ただし、 α (:拡管率) = (拡管後内径/拡管前内径-1) × 100)に制限すること、また、周方向の拡大量の差が長さ方向の収縮量の差に転化して鋼管が曲がるの抑制するために、偏芯偏肉(1次偏肉)率(%) (= { (偏芯偏肉成分における最大肉厚-同最小肉厚) / 平均肉厚 } × 100)を10%以下に制限することが開示されている。

上記特許文献3、4では、造管後の電縫鋼管や継目無鋼管に、焼入れと焼戻し、あるいは2回以上繰り返し焼入れ後焼戻しといった処理を施す製造方法を好適とし、拡管率30%以下の範囲での実施例を開示している。

特許文献1：特表平7-567610号公報

特許文献2：国際公開公報WO98/00626号公報

特許文献3：特開2002-266055号公報

特許文献4：特開2002-349177号公報

発明の開示

しかしながら、さらなるコスト削減要求から、拡管率が30%を超えるような押上げ加工に耐えうる安価な鋼管の要求がある。井戸内で鋼管の拡管率を従来の30%よりもさらに大きくすることができれば、さらにケーシングサイズを小さくでき、掘削コストをさらに削減できる。この要求に応えるために、本発明では、特許文献3、4に開示されたような焼入れと焼戻し(Q/T)処理によらず、圧延まで、もしくはより安価な熱処理である非調質タイプの熱処理(ノルマ(焼ならし)処理あるいは二相域熱処理)によって、引張強度(TS)600MPa以上の高強度でありながら、拡管率30%超の拡管加工に対し優れた拡管性を示す拡管用継目無油井鋼管およびその製造方法を提供することを目的とする。

ここで、拡管性とは、拡管時に不均一変形を生じないで拡管可能な限界拡管率で評価することとし、本発明中では具体的には、拡管後の偏肉率が拡管前の偏肉率+5%

を超えない拡管率とした。

$$\text{拡管率 (\%)} = [(\text{拡管後の管の内径} - \text{拡管前の管の内径}) / \text{拡管前の管の内径}] \times 100$$

$$\text{偏肉率 (\%)} = [(\text{管の最大肉厚} - \text{管の最小肉厚}) / \text{管の平均肉厚}] \times 100$$

拡管用鋼管に求められる主な特性は、容易にすなわち低エネルギーで拡管でき、また拡管時に高拡管率の場合でも局部変形が起こりづらく均一に変形することである。容易に拡管できるためには低YR (YR : 降伏比 = 降伏強度YS/引張強度TS) であることが好ましく、また高拡管率の場合でも均一変形するためには高均一伸びや高加工硬化係数であることが好ましい。

発明者らはこれらの特性を達成するためには、実質的に钢管の組織がフェライト (体積率5%以上) + 低温変態相(ベイナイト、マルテンサイト、ベニティックフェライトまたはこれら二以上の混合組織など)からなることが好ましいことを見いだし、これらを実現するために種々の検討を行った。

まず、パーライトの形成抑制と高韌性化のためにC量を0.1%未満とし、さらに変態遅延型元素であるNbを添加して、組織がフェライト + 低温変態相となるMn量を検討した。このとき、钢管を γ 域からの空冷にて目的とする組織が得られることを必須条件とし、現在拡管用钢管として使用が検討されている、外径4"~9 $5/8$ "で肉厚5~12mmのサイズを基準として、このサイズ範囲での空冷速度であれば目的の組織が得られることを想定した。空冷時の環境にもよるが、概ね700°C~400°C間の平均冷却速度で0.2°C/sec~2°C/sec程度である。

その結果、Mn: 2~4%でフェライトを形成し、かつパーライトを形成せずに低温変態相を形成することが明らかとなった。またNb添加に代えて、同じ変態遅延型のMoまたはCrを規定量添加しても同じ効果が得られることも判った。

さらに発明者らは詳細な研究を行った結果、Mn量が0.5%以上で、かつ(1)式または(3)式を満たすように合金元素を添加することで、パーライト形成が抑制されることを明らかにした。一方で、合金元素を大量に添加した場合はフェライト組織が形成されなくなるため、フェライト組織を形成するためには(2)式または

(4) 式を満たす範囲内で添加する必要があることを明らかにした。すなわち両式を満足することにより、フェライト+低温変態相の組織を形成し、低YRで高拡管の鋼管を得ることができる。

$$Mn + 0.9 \times Cr + 2.6 \times Mo \geq 2.0 \quad \dots \quad (1)$$

$$4 \times C - 0.3 \times Si + Mn + 1.3 \times Cr + 1.5 \times Mo \leq 4.5 \quad \dots \quad (2)$$

$$Mn + 0.9 \times Cr + 2.6 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.3 \times Cu \geq 2.0 \quad \dots \quad (3)$$

$$4 \times C - 0.3 \times Si + Mn + 1.3 \times Cr + 1.5 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.6 \times Cu \leq 4.5 \quad \dots \quad (4)$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量（質量%）を表す。

上記知見を基に開発した鋼では、 γ 域からの空冷にて目的とするフェライト+低温変態相が得られるが、これらの鋼を (α/γ) 二相域での保持後、空冷を行なうことで、より低YR化することも判った。

二相組織化により拡管性が向上する理由の詳細は明らかではないが、二相組織化することで加工硬化率が高くなり、押抜け加工では薄肉部がまず加工硬化により厚肉部と同等以上の変形強度となり、続いて厚肉部の変形を促し、加工率の均一化がはかられたものと推察される。一方、Q/T材などの高YR低加工硬化率の単相鋼では薄肉部の変形が押抜け加工と共に優先的に進行して、早期に限界拡管率に達するものと推察される。

本発明は、これらの知見に基づいてなされたものである。つまり、従来技術において好適とされるQ/T処理をあえて用いずに、圧延ままもしくは非調質タイプの熱処理を請求項に示す合金成分鋼（式を含む）に適用すると、高強度でありながら容易に拡管でき、かつ高拡管率が実現できることを見出して本発明に至っている。そして、これらの特性は、このときの組織状態がフェライト+低温変態相となっていることによる、と推測するものである。

すなわち本発明は、質量%で、C: 0.010%以上0.10%未満、Si: 0.05~1%、Mn: 0.5~4%、P: 0.03%以下、S: 0.015%以下、A

I : 0. 01~0. 06%、N : 0. 007%以下、O : 0. 005%以下を含み、かつNb、Mo、Crのうち1種または2種以上を、Nb : 0. 01~0. 2%、Mo : 0. 05~0. 5%、Cr : 0. 05~1. 5%の範囲内で下記(1)、(2)式を満足するように含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる拡管用継目無油井鋼管である。

記

$$Mn + 0.9 \times Cr + 2.6 \times Mo \geq 2.0 \quad \dots (1)$$

$$4 \times C - 0.3 \times Si + Mn + 1.3 \times Cr + 1.5 \times Mo \leq 4.5 \quad \dots (2)$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量(質量%)を表す。

本発明では、前記Feの一部に代えて、Ni : 0. 05~1%、Cu : 0. 05~1%、V : 0. 005~0. 2%、Ti : 0. 005~0. 2%、B : 0. 0005~0. 0035%、Ca : 0. 001~0. 005%のうち1種または2種以上を含むとしてもよい。

また、本発明では、前記(1)、(2)式に代えて下記(3)、(4)式としてもよい。

記

$$Mn + 0.9 \times Cr + 2.6 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.3 \times Cu \geq 2.0 \quad \dots$$

(3)

$$4 \times C - 0.3 \times Si + Mn + 1.3 \times Cr + 1.5 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.6 \times Cu \leq 4.5 \quad \dots (4)$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量(質量%)を表す。

また、本発明では、钢管の組織が体積率で5%以上70%以下のフェライトを含み、残部が実質的に低温変態相からなるものであることが好ましい。

ここで、「実質的に」とは、体積率で5%未満の第3相(フェライトおよび低温変態相以外の相)の存在を許容することを意味する。第3相としてはパーライト、セメントタイト、残留オーステナイトなどが挙げられる。

また、本発明は、質量%で、C : 0. 010%以上0. 10%未満、Si : 0. 0

5～1%、Mn: 0.5～4%、P: 0.03%以下、S: 0.015%以下、A₁: 0.01～0.06%、N: 0.007%以下、O: 0.005%以下を含み、かつNb: 0.01～0.2%、Mo: 0.05～0.5%、Cr: 0.05～1.5%のうち1種または2種以上、

あるいはさらに、Ni: 0.05～1%、Cu: 0.05～1%、V: 0.005～0.2%、Ti: 0.005～0.2%、B: 0.0005～0.0035%、Ca: 0.001～0.005%のうち1種または2種以上を、

前記(3)、(4)式を満足するように含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼管素材を加熱し、継目無鋼管製造工程(=シームレス造管プロセス)により圧延終了温度800℃以上として造管すること、あるいは継目無鋼管製造工程により造管した後ノルマ処理することを特徴とする拡管用継目無油井鋼管の製造方法である。

また、本発明は、前記鋼管素材を加熱し、継目無鋼管製造工程により造管した後、最終熱処理としてA₁点以上A₃点以下、すなわち(α/γ)二相域、で5分以上保持し、次いで空冷することを特徴とする拡管用継目無油井鋼管の製造方法である。

図面の簡単な説明

図1は、拡管試験の態様を示す縦断面図である。

図2(a)、図2(b)、図2(c)、図2(d)は、二相域熱処理の例を示すパターン図である。

図1中の番号の意味は、1は鋼管、2はプラグ、3はプラグ引抜き方向を示す。

発明を実施するための最良の形態

まず、鋼の組成を上記のように限定した理由を説明する。組成成分の含有量は質量%で表され、%と略記される。

C: 0.010%以上0.10%未満

通常のシームレス造管プロセスにてフェライト+低温変態相の二相組織化を達成するには、低C-高Mn-Nb系、もしくは高Mnの代わりに(3)式を満たす合金元素、Nbの代わりに同様の変態遅延型元素(Cr、Mo)を1種以上添加した鋼である必

要があるが、Cが0.10%以上ではパーライトが形成されやすく、一方、0.010%未満では強度が不足するため、Cは0.010%以上0.10%未満とする。

S i : 0.05~1%

S iは脱酸剤として添加され、強度上昇にも寄与しうるが、0.05%未満では効果が得られず、一方、1%を超えて添加すると熱間加工性が著しく劣化するばかりか、YRが上昇して拡管性を低下させる。よってS iは0.05~1%とする。

Mn : 0.5~4%

Mnは、低温変態相の形成に重要で、低Cおよび変態遅延型元素(Nb、Cr、Mo)の添加との複合下で、単独では2%以上、もしくは(3)式を満たすように他の合金元素との複合添加では0.5%以上、含有させることでフェライト+低温変態相の二相組織化が達成される。ただし、4%超では偏析が多くなり韌性や拡管性が低下する。よってMnは0.5~4%とする。

P : 0.03%以下

Pは鋼中に不純物として含まれ、粒界偏析しやすい元素であり、0.03%を超えて含有すると粒界強度を著しく低下させ韌性が低下する。よってPは0.03%以下に規制する。好ましくは0.015%以下である。

S : 0.015%以下

Sは鋼中に不純物として含まれる元素で主にMn系硫化物の介在物として存在する。0.015%を超えて含有すると粗大で伸展した介在物として存在し、韌性や拡管性が著しく低下する。よってSは0.015%以下に規制する。好ましくは0.006%以下である。またCaによる介在物の形態制御も有効である。

Al : 0.01~0.06%

Alは脱酸剤として使用されるが、0.01%未満では効果が小さく、0.06%を超えて添加すると効果が飽和するばかりか、アルミナ系介在物が増加して韌性や拡管性が低下する。よってAlは0.01~0.06%とする。

N : 0.007%以下

Nは鋼中に不純物として含まれ、AlやTiなどの元素と結合して窒化物を形成する。

0.007%を超えて含有すると粗大窒化物を形成して韌性や拡管性が低下する。よってNは0.007%以下に規制する。好ましくは0.005%以下である。

O: 0.005%以下

Oは鋼中に介在物として存在する。0.005%を超えて含有すると介在物が凝集して存在しやすくなり韌性や拡管性が低下する。よってOは0.005%以下に規制する。好ましくは0.003%以下である。

以上の元素に加え、Nb, Mo, Crの1種または2種以上を以下の範囲で添加する。

Nb: 0.01~0.2%

Nbは、ペーライトの形成を抑制し、低Cおよび高Mnとの複合下で低温変態相の形成に寄与するほか、炭窒化物の形成により高強度化に寄与する。しかし、0.01%未満では効果が得られず、一方、0.2%を超えて添加しても効果が飽和するばかりか、フェライトの形成も抑制してフェライト+低温変態相の二相組織化を阻害する。よってNbは0.01~0.2%とする。

Mo: 0.05~0.5%

Moは、固溶および炭化物を形成して常温および高温での強度を上昇させる効果があるが、0.5%を超えるとその効果が飽和してくるばかりか、高価となるので0.5%以下の範囲で添加しても良い。なお強度上昇効果を発揮するためには0.05%以上添加することが好ましい。またMoは変態遅延型元素として、ペーライト形成を抑える効果があり、その効果を発揮するためには0.05%以上添加することが好ましい。

Cr: 0.05~1.5%

Crは、ペーライトの形成を抑制し、フェライト+低温変態相の二相組織化に寄与し、また低温変態相の硬質化による高強度化に寄与する。もっとも0.05%未満では効果が得られず、一方、1.5%を超えて添加しても効果が飽和するばかりか、フェライトの形成も抑制して二相組織化を阻害する。よってCrは0.05~1.5%とする。

これらNb, Mo, Crの1種または2種以上を含有し、かつ0.1%未満の低C条件のもと、ペーライト形成を抑制する観点から前記(3)式を満足する必要があり、また体積率5~70%のフェライト形成を促進する観点から前記(4)式を満足する必要がある。

なお、後述のNi、Cuを添加しない場合は、前記(3)式に代えて前記(1)式を用い、かつ前記(4)式に代えて前記(2)式を用いることとする。

以上の元素に加え、必要に応じて以下の元素を添加してもよい。

Ni: 0.05~1%

Niは、強度、韌性、耐食性を向上させるに有効な元素である。また、Cuを添加した場合には圧延時のCu割れを防止するにも有効であるが、高価である上、過剰に添加してもその効果が飽和するため0.05~1%の範囲が好ましい。とくにCu割れの観点からは、Cu含有量(%)×0.3以上添加するのが好ましい。

Cu: 0.05~1%

Cuは、強度、耐食性を向上させるために添加するが、その効果を発揮するには0.05%以上を超えて含有する必要があり、一方、1%を超えると熱間脆化を引き起こしやすく、また韌性も低下するので0.05~1%の範囲が好ましい。

V: 0.005~0.2%

Vは、炭窒化物を形成して組織の微細化と析出強化により強度を上昇する効果があるが、0.005%未満ではその効果が不明瞭であり、また、0.2%を超えて添加すると効果が飽和し、連鉄割れ等の問題も引き起こすため、0.005~0.2%添加しても良い。

Ti: 0.005~0.2%

Tiは、強い窒化物形成元素であり、N当量である($N\% \times 48/14$)程度の添加でN時効を抑制し、またB添加がある場合はBが鋼中NによりBNとして析出固定され、その効果が抑制されないように添加しても良い。さらに添加することで微細な炭化物を形成して強度を増加させる。0.005%未満では効果はなく、とくに($N\% \times 48/14$)以上添加するのが好ましい。一方、0.2%を超えて添加すると、粗

大な窒化物を形成しやすくなり韌性や拡管性が劣化するため0.2%以下の範囲で添加して良い。

B : 0.0005~0.0035%

Bは、粒界強化元素として粒界割れを抑制して韌性向上に寄与する。その効果を発揮するには0.0005%以上が必要があり、一方、過剰に添加してもその効果は飽和するばかりか、フェライト変態を抑制するので0.0035%を上限とする。

Ca : 0.001~0.005%

Caは、介在物の形態を球状に制御することを目的に添加するが、その効果を発揮するには0.001%以上必要で、0.005%を超えるとその効果は飽和するので、0.001~0.005%の範囲で添加しても良い。

次に、本発明における組織の好適範囲について説明する。

拡管性に有効な低YRと均一伸びを確保するには、鋼管の組織が、実質的に軟質なフェライト相と硬質な低温変態相との二相組織であることが好ましく、TS600M Pa以上を確保するために、フェライトの体積率が5%以上70%以下、残部が実質的に低温変態相からなる組織であることが好ましい。なお、フェライト相分率が5~50体積%であると、特に良好な拡管性が得られるので、さらに好ましく、5~30体積%がよりさらに好ましい。また、低温変態相には前述のようにベイニッティックフェライト（アシキュラーフェライトと同義に用いる）も含まれるが、このベイニッティックフェライトは、本発明の成分系では、C<0.02%でなければほとんど形成されない。

次に、製造方法について説明する。

上記した組成の溶鋼を、転炉、電気炉など公知の溶製方法にて溶製し、連続铸造法、造塊法等の公知の铸造方法によりピレットなどの鋼管素材とすることが好ましい。なお、連続铸造法等によりスラブとし、該スラブを圧延によりピレットとしても良い。

また、介在物低減の観点から、製鋼-铸造時に介在物の浮上処理や凝集抑制などの低減対策をとることが好ましい。また、連続铸造時の鍛圧や均熱保持炉での加熱処理により、中心偏析の低減をはかっても良い。

次いで、得られた鋼管素材を加熱し、通常のマンネスマン-プラグミル方式、あるいはマンネスマン-マンドレルミル方式、あるいは熱間押し出し方式で熱間加工造管して、所望の寸法の継目無鋼管とする。このとき、最終圧延を800°C以上で終了して加工歪を残さないことが、低YRや均一伸びの観点から好ましい。冷却も通常の空冷で良い。なお、本発明で規定された成分範囲では、造管時に特殊な低温圧延や造管後の急冷などを行わない限り、フェライトが形成され、残部実質的に低温変態相となり、そのフェライト体積率は概ね5～70%になる。

また、造管時に低温圧延や造管後の急冷など一般的でない造管工程により、目標とする組織が得られなかつた場合でも、これにノルマ処理を行うことで目標とする組織が得られる。さらに、造管時に圧延終了温度800°C以上としても、その工程上材料特性に不均一や異方性を生じる場合があり、これを必要に応じてノルマ処理しても良い。本発明の組成範囲ではノルマ処理後の組織は造管ままの組織とほぼ同様となるが、造管時の材料特性の不均一や異方性が低減され、より優れた拡管性を示す。なお、ノルマ処理の処理温度は A_{C_3} 以上の温度域において、好ましくは1000°C以下、より好ましくは950°C以下の範囲である。

また、本発明ではより低YRを実現するためには、ノルマ処理に代えて、最終的に (α/γ) 二相域で保持後、空冷しても良い。本発明の組成範囲では、ノルマ処理と同様にフェライト+低温変態相の二相組織となるが、フェライトがより低強度化してより低YR化が促進される。この効果を得るために5分以上の保持時間を必要とする。またこの効果は、二相域保持前の熱履歴には依存せず、図2(a)、図2(b)、図2(c)、図2(d)に示すような、 γ 域への加熱から直接 (α/γ) 二相域に冷却したり、焼入れ後に二相域に加熱するなど、結晶粒微細化効果を狙った熱処理などを加えて構わない。

ここで、 (α/γ) 二相域を決める A_1 点および A_3 点は、正確に測定することが好ましいが、簡易的に以下の式で代用してもよい。

$$A_3\text{ (°C)} = 910 - 203 \times \sqrt{C} + 44.7 \times Si - 30 \times Mn - 15.2 \times Ni - 20 \times Cu - 11 \times Cr + 31.5 \times Mo + 104 \times V + 700 \times P + 400 \times A_1 + 400 \times Ti$$

$$A_1 \text{ (°C)} = 723 + 29.1 \times \text{Si} - 10.7 \times \text{Mn} - 16.9 \times \text{Ni} + 16.9 \times \text{Cr}$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量（質量%）を表す。

実施例

表1に示す組成の鋼を真空溶解にて100kg鋼塊に鋳造し、熱間鍛造にてビレットとし、モデルシームレス圧延機により熱間加工にて造管し、外径4in (101.6mm) × 肉厚3/8in (9.525mm) の縫目無鋼管とした。この時の圧延終了温度を表2、表3、表4に示す。

これらの鋼管の一部にノルマ処理、二相域熱処理（図2(a)、図2(b)、図2(c)、図2(d)）またはQ/T処理の熱処理を行った。ノルマ処理は、890°Cで10分加熱した後、空冷とした。Q/T処理は、920°Cに60分加熱後、水冷し、これに430～530°Cで30分の焼戻し処理とした。

ここで二相域熱処理のA₁、A₃変態点は、以下の式にて求めた。

$$A_3 \text{ (°C)} = 910 - 203 \times \sqrt{\text{C}} + 44.7 \times \text{Si} - 30 \times \text{Mn} - 15.2 \times \text{Ni} - 20 \times \text{Cu} - 1.1 \times \text{Cr} + 31.5 \times \text{Mo} + 104 \times \text{V} + 700 \times \text{P} + 400 \times \text{Al} + 400 \times \text{Ti}$$

$$A_1 \text{ (°C)} = 723 + 29.1 \times \text{Si} - 10.7 \times \text{Mn} - 16.9 \times \text{Ni} + 16.9 \times \text{Cr}$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量（質量%）を表す。

それぞれの鋼管について、光学顕微鏡およびSEM（走査型電子顕微鏡）観察により組織形態およびフェライト分率（体積率）を調査し、さらに引張特性、拡管性を調査した。その結果を表2、表3、表4に示す。ここで、引張試験はJIS Z 2241に規定された引張試験方法に準じて試験し、試験片はJIS Z 2201に規定されたJIS 12B号を用いた。拡管性は、拡管時に不均一変形を生じないで拡管可能な拡管率（限界拡管率）で評価し、具体的には拡管後の偏肉率が拡管前の偏肉率+5%を超えない拡管率とした。偏肉率は管の横断面につき、それぞれ22.5°間隔

の16箇所を超音波肉厚計にて測定して求めた。拡管試験は、図1に示すように鋼管1内に鋼管1の拡管前内径D0よりも大きい種々の最大外径D1をもつプラグ2を装入してプラグ引抜き方向3に機械的に引抜くことで鋼管径が押拡げられる押拡げ加工方法により行い、拡管前後の平均内径より拡管率を求めた。

表2、表3、表4より、本発明によれば、限界拡管率が40%以上になる優れた拡管性が得られることがわかる。

産業上の利用可能性

本発明によれば、拡管率が30%を超える場合であっても拡管性に優れるT S 600 M P a以上の鋼管を安価に供給できるようになる。

表1

鋼No	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
A	0.048	0.54	3.63	0.015	0.003	0.032	0.0044	0.0018
B	0.081	0.21	3.05	0.011	0.001	0.040	0.0034	0.0021
C	0.025	0.20	2.85	0.008	0.001	0.027	0.0026	0.0022
D	0.051	0.19	2.20	0.012	0.005	0.041	0.0031	0.0029
E	0.047	0.30	3.30	0.010	0.002	0.035	0.0019	0.0008
F	0.040	0.21	3.88	0.012	0.001	0.032	0.0022	0.0020
G	0.008	0.25	3.22	0.013	0.003	0.038	0.0034	0.0018
H	<u>0.16</u>	0.36	3.10	0.014	0.001	0.040	0.0048	0.0032
I	0.056	0.19	1.58	0.015	0.004	0.039	0.0030	0.0029
J	<u>0.25</u>	0.21	1.45	0.012	0.002	0.030	0.0041	0.0037
K	0.045	0.29	3.04	0.009	0.001	0.023	0.0036	0.0020
L	0.081	0.24	2.21	0.010	0.002	0.018	0.0021	0.0009
M	0.047	0.64	1.65	0.011	0.001	0.040	0.0034	0.0028
N	0.032	0.35	2.70	0.016	0.003	0.041	0.0042	0.0019
O	0.087	0.21	2.56	0.015	0.003	0.022	0.0045	0.0033
P	0.092	0.34	2.21	0.018	0.005	0.032	0.0038	0.0020

$$P1 = Mn + 0.9 \times Cr + 2.6 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.3 \times Cu$$

$$P2 = 4 \times C - 0.3 \times Si + Mn + 1.5 \times Cr + 1.3 \times Mo + 0.5 \times Ni + 0.6 \times Cu$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量(質量%)を表す。

表1 (つづき)

鋼No.	Nb	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Ti	B	Ca	P 1	P 2	備考
A	0.044	-	-	-	-	-	-	-	-	3.63	3.66	適
B	0.021	0.10	-	-	-	-	0.017	-	-	3.14	3.44	適
C	0.022	0.11	0.20	0.88	-	-	0.015	0.0018	0.0021	3.73	3.60	適
D	0.024	0.82	-	-	-	0.045	0.021	0.0012	-	2.94	3.41	適
E	0.081	-	-	0.50	0.22	-	-	0.0025	0.0018	3.52	3.68	適
F	0.019	-	0.31	-	-	0.022	-	-	-	4.69	4.44	適
G	0.045	0.20	-	0.20	0.22	-	0.014	0.0030	0.0022	3.53	3.63	不適
H	0.021	-	-	-	-	0.021	0.021	-	-	3.10	3.63	不適
I	0.035	-	-	0.21	0.19	0.055	0.014	0.0012	-	1.70	1.92	不適
J	-	1.12	<u>0.72</u>	-	-	0.17	0.009	-	-	4.33	<u>4.92</u>	不適
K	-	0.41	-	-	-	-	-	-	-	3.41	3.67	適
L	-	-	0.25	-	-	-	-	-	-	2.86	2.84	適
M	-	1.23	0.13	0.20	-	-	0.015	-	-	3.16	3.50	適
N	0.034	-	0.20	-	-	0.035	0.012	-	0.0020	3.22	3.02	適
O	-	1.23	0.13	0.32	0.46	-	-	0.0016	0.0021	4.24	<u>5.01</u>	不適
P	-	-	-	-	0.028	0.008	-	-	-	2.21	2.48	不適

表2

鋼管 No.	圧延 終了 温度 /°C	熱處理	実質組織形態	α 分率 /体積 %	引張特性				限界 拡管率 /%	備考	
					YS /MPa	TS /MPa	YR /%	u·EI /%			
1 A	820	—	α + 低温変態相	18	483	662	73	15	34	4.2	9.0
2 A	820	ノルマ 処理	α + 低温変態相	20	464	653	71	16	35	3.9	8.4
3 B	815	—	α + 低温変態相	11	596	852	70	14	32	2.8	7.7
4 B	815	ノルマ 処理	α + 低温変態相	12	674	844	68	15	34	2.9	7.5
5 B	730	ノルマ 処理	α + 低温変態相	14	591	857	69	16	33	2.1	7.0
5' B	820	二相域 I	α + 低温変態相	31	454	782	58	19	38	3.2	8.2
6 C	855	—	α + 低温変態相	9	456	634	72	18	40	6.7	11.5
7 C	750	ノルマ 処理	α + 低温変態相	11	468	641	73	17	39	6.0	10.8
8 D	845	—	α + 低温変態相	22	519	721	72	15	37	4.0	8.8
9 D	730	ノルマ 処理	α + 低温変態相	17	543	734	74	15	36	7.7	12.3
10 E	860	—	α + 低温変態相	15	564	842	67	16	34	4.2	9.0

α : フェライト、YS : 降伏強さ、TS : 引張強さ、YR : 降伏比、u·EI : 焼一伸び、EI : 伸び

表3

鋼管 No.	圧延 終了 温度 /°C	熱處理	実質組織形態	α 分率 /体積 %	引張特性					拡管後 の偏肉率 /%	限界 拡管率 /%	備考		
					YS /MPa	TS /MPa	YR /%	u·EI /%	EI /%					
11	E	860	ノルマ 処理	α + 低温変態相	17	542	834	65	16	36	4.2	9.2	57	発明例
11'	E	860	二相域II	α + 低温変態相	34	452	780	58	19	38	3.7	8.7	53	発明例
12	F	900	—	α + 低温変態相	9	666	952	70	13	29	2.8	7.8	53	発明例
13	F	760	ノルマ 処理	α + 低温変態相	10	649	940	69	14	30	3.8	8.4	53	発明例
14	G	840	—	低温変態相	—	470	546	86	10	31	7.2	12.0	28	比較例
15	H	825	—	α + バーライト + 低温変態相	37	514	650	79	12	35	3.8	8.6	33	比較例
16	H	740	—	α + バーライト + 低温変態相	51	571	705	81	11	31	5.5	10.0	28	比較例
17	I	825	—	α + バーライト + 低温変態相	32	434	543	80	16	40	7.1	12.0	33	比較例
18	I	825	Q/T 処理	焼戻しマルテン サイト	—	626	688	91	9	34	7.1	11.8	31	比較例
19	J	830	—	α + パーライト	62	504	586	86	14	39	4.4	9.0	36	比較例
20	J	830	Q/T 処理	マルテンサイト	—	599	642	93	7	32	4.4	9.2	33	比較例

α : フェライト、YS: 降伏強さ、TS: 引張強さ、YR: 降伏比、u·EI: 均一伸び、EI: 伸び

表4

鋼管 No.	鋼 No.	圧延 終了 温度 /°C	熱處理	実質組織形態	α分率 /体積 %	引張特性				抜管前 の偏肉率 /%	抜管後 の偏肉率 /%	限界 拡管 率 /%	備考
						YS /MPa	TS /MPa	YR /%	u·EI /%				
21	K	830	—	α+低温変態相	38	456	702	65	17	38	3.8	8.8	48
22	K	750	ノルマ処理	α+低温変態相	36	462	689	67	18	39	4.2	9.1	50
23	K	830	二相域IV	α+低温変態相	48	360	631	57	20	42	3.8	8.8	55
24	L	825	—	α+低温変態相	36	439	708	62	17	37	3.0	7.9	50
25	L	760	二相域II	α+低温変態相	42	373	678	55	19	39	2.1	7.1	53
26	M	815	—	α+低温変態相	19	624	892	70	14	31	6.4	11.3	45
27	M	800	ノルマ処理	α+低温変態相	21	577	888	65	15	32	5.7	10.6	48
28	N	820	—	α+低温変態相	42	450	693	65	19	39	3.8	8.7	53
29	N	730	ノルマ処理	α+低温変態相	40	458	684	67	18	38	4.2	9.1	55
30	N	830	二相域IV	α+低温変態相	49	386	655	59	20	41	2.7	7.7	57
31	O	830	—	低温変態相	—	791	953	83	7	21	3.1	8.0	28
32	P	820	—	α+ハイライト +低温変態相	46	523	654	80	15	34	5.4	10.4	30
33	P	730	ノルマ処理	α+ハイライト +低温変態相	41	503	637	79	16	35	5.4	10.3	33

α: フェライト、YS: 降伏強さ、TS: 引張強さ、YR: 降伏比、u·EI: 均一伸び、EI: 伸び

請求の範囲

1. 質量%で、C : 0. 010%以上0. 10%未満、Si : 0. 05~1%、Mn : 0. 5~4%、P : 0. 03%以下、S : 0. 015%以下、Al : 0. 01~0. 06%、N : 0. 007%以下、O : 0. 005%以下を含み、かつNb、Mo、Crのうち1種または2種以上を、Nb : 0. 01~0. 2%、Mo : 0. 05~0. 5%、Cr : 0. 05~1. 5%の範囲内で下記(1)、(2)式を満足するように含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる拡管用継目無油井鋼管。

記

$$Mn + 0.9 \times Cr + 2.6 \times Mo \geq 2.0 \quad \dots \quad (1)$$

$$4 \times C - 0.3 \times Si + Mn + 1.3 \times Cr + 1.5 \times Mo \leq 4.5 \quad \dots \quad (2)$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量(質量%)を表す。

2. 前記Feの一部に代えて、Ni : 0. 05~1%、Cu : 0. 05~1%、V : 0. 005~0. 2%、Ti : 0. 005~0. 2%、B : 0. 0005~0. 0035%、Ca : 0. 001~0. 005%のうち1種または2種以上を含むとした請求項1記載の拡管用継目無油井鋼管。

3. 前記(1)、(2)式に代えて下記(3)、(4)式とした請求項1または2に記載の拡管用継目無油井鋼管。

記

$$Mn + 0.9 \times Cr + 2.6 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.3 \times Cu \geq 2.0 \quad \dots \quad (3)$$

$$4 \times C - 0.3 \times Si + Mn + 1.3 \times Cr + 1.5 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.6 \times Cu \leq 4.5 \quad \dots \quad (4)$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量(質量%)を表す。

4. 鋼管の組織が体積率で5%以上70%以下のフェライトを含み、残部が実質的に低温変態相からなるものであることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の拡管用継目無油井鋼管。

5. 質量%で、C: 0.010%以上0.10%未満、Si: 0.05～1%、Mn: 0.5～4%、P: 0.03%以下、S: 0.015%以下、Al: 0.01～0.06%、N: 0.007%以下、O: 0.005%以下を含み、かつNb: 0.01～0.2%、Mo: 0.05～0.5%、Cr: 0.05～1.5%のうち1種または2種以上、あるいはさらに、Ni: 0.05～1%、Cu: 0.05～1%、V: 0.005～0.2%、Ti: 0.005～0.2%、B: 0.0005～0.0035%、Ca: 0.001～0.005%のうち1種または2種以上を、下記(3)、(4)式を満足するように含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる

钢管素材を加熱し、継目無钢管製造工程により圧延終了温度800°C以上として造管すること、あるいは継目無钢管製造工程により造管した後ノルマ処理することを特徴とする拡管用継目無油井钢管の製造方法。

記

$$Mn + 0.9 \times Cr + 2.6 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.3 \times Cu \geq 2.0 \quad \dots \quad (3)$$

$$4 \times C - 0.3 \times Si + Mn + 1.3 \times Cr + 1.5 \times Mo + 0.3 \times Ni + 0.6 \times Cu \leq 4.5 \quad \dots \quad (4)$$

ここで、元素記号はその元素の鋼中含有量(質量%)を表す。

6. 請求項5記載の钢管素材を加熱し、継目無钢管製造工程により造管した後、最終熱処理としてA₁点以上A₃点以下で5分以上保持し、次いで空冷することを特徴とする拡管用継目無油井钢管の製造方法。

図 1

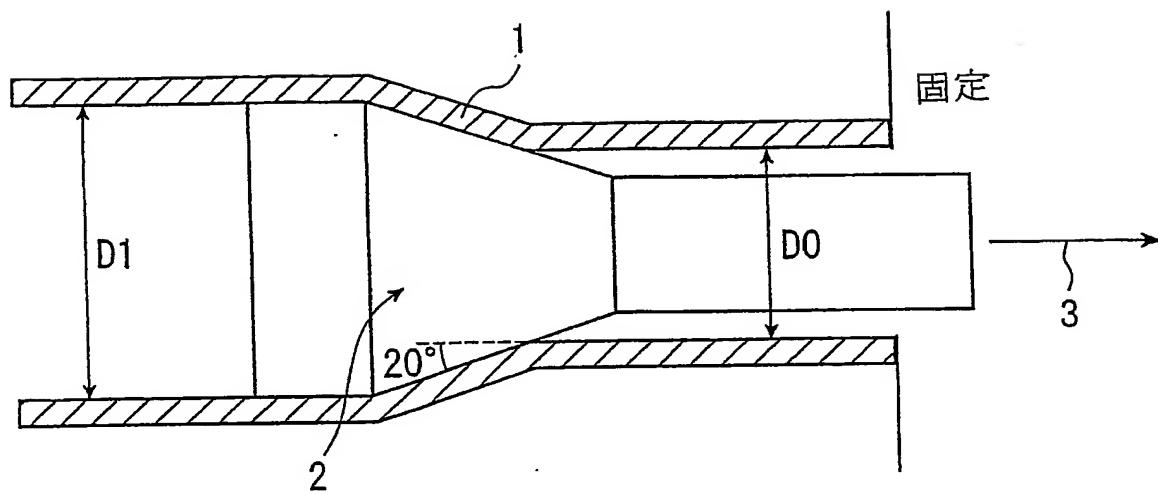
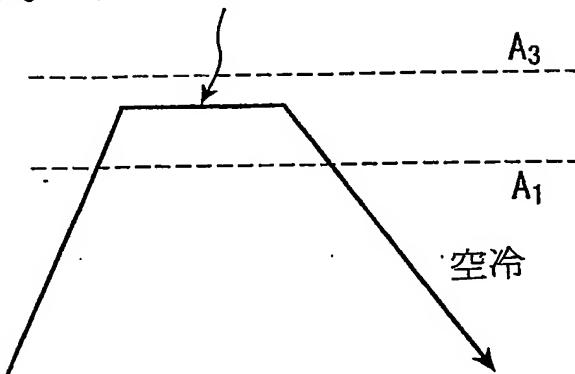
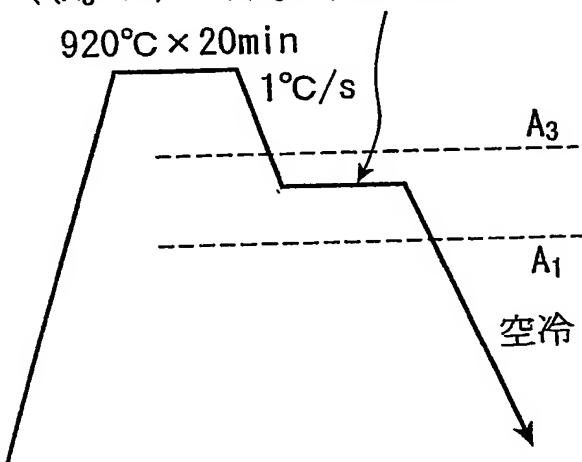


図 2 (a)

 $((A_3-10) \sim ((A_3+A_1)/2-20))^\circ\text{C} \times 15\text{min}$ 

二相域熱処理パターン I

図 2 (b)

 $((A_3-10) \sim ((A_3+A_1)/2-20))^\circ\text{C} \times 10\text{min}$ 

二相域熱処理パターン II

図 2 (c)

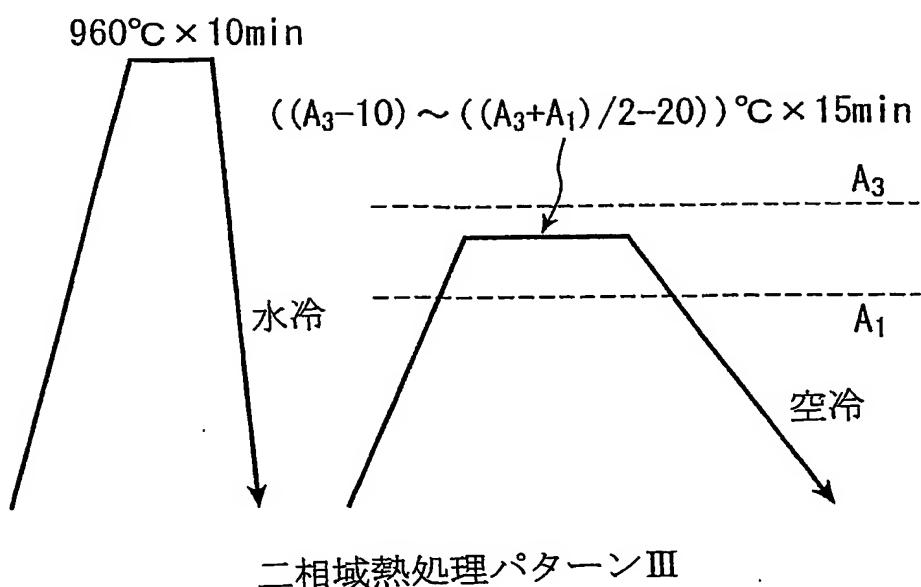
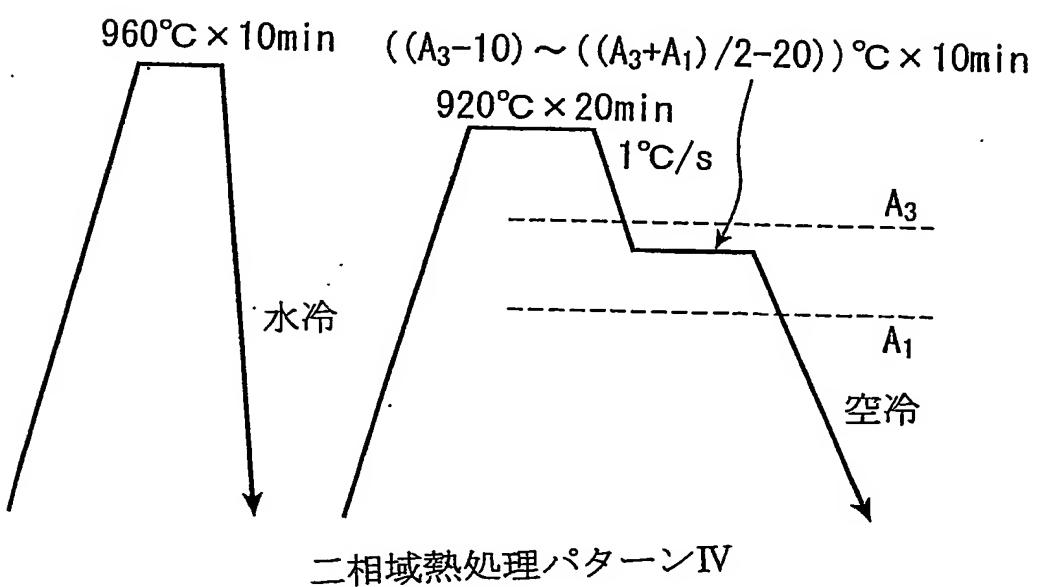


図 2 (d)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/015751

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, C21D8/10, 9/08

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/08

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2004 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2002-129283 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 09 May, 2002 (09.05.02), Claims (Family: none)	1-6
A	JP 2003-3233 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 08 January, 2003 (08.01.03), Claims; column 10, line 1 (Family: none)	1-6
A	JP 60-208415 A (Nippon Steel Corp.), 21 October, 1985 (21.10.85), Claims (Family: none)	1-6

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
11 January, 2005 (11.01.05)Date of mailing of the international search report
25 January, 2005 (25.01.05)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
Int. C1' C22C38/00, C21D8/10, 9/08

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. C1' C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/08

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2004年
日本国登録実用新案公報	1994-2004年
日本国実用新案登録公報	1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2002-129283 A(住友金属工業株式会社) 2002.05.09 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2003-3233 A(住友金属工業株式会社) 2003.01.08 特許請求の範囲 第10欄第1行 (ファミリーなし)	1-6
A	JP 60-208415 A(新日本製鐵株式会社) 1985.10.21 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-6

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

11.01.2005

国際調査報告の発送日

25.1.2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武

4K 9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435